

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 2002060910
PUBLICATION DATE : 28-02-02

APPLICATION DATE : 11-08-00
APPLICATION NUMBER : 2000244148

APPLICANT : SUMITOMO METAL IND LTD;

INVENTOR : KONDO KUNIO;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/58 F16L 9/02

TITLE : HIGH Cr WELDED STEEL PIPE

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high Cr welded steel pipe having yield strength of ≥ 551 MPa and further excellent in corrosion resistance and workability.

SOLUTION: In this welded steel pipe, the base metal is composed of steel having a composition containing, $\leq 0.05\%$ C, 0.05 to 1% Si, 0.05 to 2% Mn, $\leq 0.025\%$ P, $\leq 0.01\%$ S, 15 to 20% Cr, 4 to 7% Ni, 1.5 to 4% Mo, 0.001 to 0.1% Al, $\leq 0.015\%$ Ti and $\leq 0.02\%$ N, and the balance Fe, having yield strength of ≥ 551 MPa and a yield ratio of $\leq 85\%$ and having a structure of dual phases of a martensitic phase as the main phase with a ferritic phase, and the weld metal has a composition containing $\leq 0.05\%$ C, 0.05 to 1% Si, 0.05 to 2% Mn, $\leq 0.025\%$ P, $\leq 0.01\%$ S, 11 to 18% Cr, 5 to 10% Ni, 1.5 to 4% Mo, 0.001 to 0.1% Al, 0.002 to 0.03% Ti, $\leq 0.05\%$ N and 0.065% O, and the balance Fe, in which the relation among Cr, Ni and Mo satisfies the inequality of $-1 \leq Cr + Mo - 1.7 \times Ni \leq 13 - 220 \times 0$, and the inequality of $25 \leq Cr + Mo + 1.8 \times Ni \leq 30$ and has a structure of dual phases of a martensitic phase as the main phase with an austenitic phase.

COPYRIGHT: (C)2002,JPO

BEST AVAILABLE COPY

【特許請求の範囲】

【請求項1】母材が、質量%で、C:0.05%以下、Si:0.05~1.0%、Mn:0.05~2%、P:0.025%以下、S:0.01%以下、Cr:1.5~2.0%、Ni:1.4~7%、Mo:1.5~4%、Al:0.001~0.1%、Ti:0.015%以下、N:0.02%以下を含み、残部が実質的にFeからなり、降伏強さが551 MPa以上、降伏比(降伏強さ/引張強さ)が85%以下で、かつ組織がマルテンサイト相を主とするフェライト相との2相組織からなる鋼であり、

$$-1 \leq Cr + Mo - 1.7 \times Ni \leq 13 - 220 \times O \quad \dots \quad (1)$$

$$2.5 \leq Cr + Mo + 1.8 \times Ni \leq 30 \quad \dots \dots \dots \quad (2)$$

ここで、(1)および(2)式中の元素記号は、溶接金属中の各元素の含有量(質量%)を意味する。

【請求項2】母材の鋼が、Feの一部に代えて、下記のイ~ニに記載のグループのうちから選ばれた1グループ以上の元素を含む請求項1に記載の高Cr溶接鋼管、

- イ) Cu: 0.1~3% および W: 0.1~4% の1種以上、
- ロ) Co: 0.1~5%、
- ハ) Nb: 0.001~0.5%、Zr: 0.001~0.5% および V: 0.01~0.5% のうちの1種以上、
- 二) Ca: 0.0005~0.05%、Mg: 0.005~0.05% および REM: 0.0005~0.05% の1種以上、

【請求項3】溶接金属が、Feの一部に代えて、下記のイ~ハに記載のグループのうちから選ばれた1グループ以上の元素を含む請求項1または2に記載の高Cr溶接鋼管。

- イ) Cu: 0.1~3% および W: 0.1~4% の1種以上、
- ロ) Co: 0.1~5%、
- ハ) Nb: 0.001~0.5%、Zr: 0.001~0.5% および V: 0.01~0.5% の1種以上、

【請求項4】钢管がリールに円筒状に巻き取られたコイル状である請求項1~3のいずれかに記載の高Cr溶接鋼管。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、高Cr溶接鋼管に関し、より詳しくは、耐炭酸ガス腐食性および耐硫化物応力割れ性(以下、両者を総称して耐食性と称す)に優れ、炭酸ガスや硫化水素を含む原油や天然ガスの掘削や輸送に用いられる油井管やラインパイプとして好適な高Cr溶接鋼管に関する。

【0002】また、本発明は、溶加材を用いるアーク溶接法によりオープンパイプの突き合わせ部を溶接して得られる溶接鋼管、もしくはこの溶接鋼管や継目無管の管端同士を突き合わせ円周溶接して長尺管とし、これをリ

溶接金属が、質量%で、C:0.05%以下、Si:0.05~1.0%、Mn:0.05~2%、P:0.025%以下、S:0.01%以下、Cr:1.5~2.0%、Ni:1.4~7%、Mo:1.5~4%、Al:0.001~0.1%、Ti:0.015%以下、N:0.02%以下を含み、残部が実質的にFeからなり、降伏強さが551 MPa以上、降伏比(降伏強さ/引張強さ)が85%以下で、かつ組織がマルテンサイト相を主とするオーステナイト相との2相組織である高Cr溶接鋼管。

$$-1 \leq Cr + Mo - 1.7 \times Ni \leq 13 - 220 \times O \quad \dots \quad (1)$$

$$2.5 \leq Cr + Mo + 1.8 \times Ni \leq 30 \quad \dots \dots \dots \quad (2)$$

ールに円筒状に巻き取ってコイル状とした高Cr溶接鋼管に関する。

【0003】さらに、本発明は、降伏比(降伏強さ/引張強さ)が85%以下で加工性に優れ、敷設時に曲げや曲げ戻しの冷間加工を受けるパイプラインや、拡管使用される油井管として好適な高Cr溶接鋼管に関する。

【0004】

【従来の技術】近年生産される石油や天然ガス中には、温潤な炭酸ガスが含有される場合が増加している。このような環境中では、炭素鋼や低合金鋼は著しく腐食されるため、腐食抑制剤の添加がおこなわれている。

【0005】しかし、腐食抑制剤の効果は、高温では失われるのに加え、海底のパイプラインでは腐食抑制剤の添加回収に膨大なコストがかかる。また、環境問題からこのような腐食抑制剤の使用は、避けられる傾向にある。

【0006】このような背景のもとに腐食抑制剤の添加を必要としない耐食材料として、油井管ではAISI 420鋼に代表されるような1.2~1.3質量%のCrを含有するマルテンサイト系の高Cr鋼が広く使用され始めている。AISI 420鋼では、高強度を得るために比較的多量(0.16~0.22質量%程度)のCが添加されている。

【0007】一方、ラインパイプでは、敷設に際してパイプとパイプは管端同士を突き合わせ円周溶接して溶接接合される。AISI 420鋼のような炭素含有量が比較的多い高Cr鋼を通常の溶接方法で溶接した場合には、溶接熱影響部の硬さが上昇して、衝撃特性が劣化し、硫化物応力割れ感受性も高くなる。このような問題を解決するには、C含有量を下げて溶接熱影響部での硬さ上昇を抑えることが有効であり、たとえば特開平2-243740号公報や同5-287455号公報などにNi添加低Cマルテンサイト系の高Cr鋼の技術が示されている。以上の技術により、温潤な炭酸ガスを含有する石油や天然ガス用のラインパイプに適する継目無钢管の製造が可能となっている。

【0008】さらに、特開平4-191319号公報には、熱延法で製造されたC含有量が0.08質量%以下の

の低C高Cr鋼板を連続的にオープンパイプに成形して、その突き合せ部を電縫溶接した後、電縫溶接部を熱処理することにより、耐食性に優れる電縫钢管を得る技術が示されている。また、レーザ溶接にて造管する方法も数多く提案されている。

【0009】また更に、上記の低C高Cr鋼の溶接に適した溶接材料（溶加材）として、特開平1-014366号公報には、C含有量を低減し、かつ式「%Ni + 0.30×%Cr + 0.15×%Mn」で定義されるNi当量、および式「%Cr + %Mn + 1.15×%Si + 0.15×%Nb」で定義されるCr当量を特定の範囲に制限することにより、優れた耐割れ性、強度および韌性を得るガスマタルアーク溶接方法が提案されている。

【0010】従来、継目無鋼管は海底仕上油井のフローラインとして、薄肉の溶接钢管は陸上のフローラインとして短い距離で使われてきたが、以下の最近の要望には従来技術での対応が困難になってしまった。

【0011】(a) 各油井の原油や天然ガスをまとめて輸送するパイプラインとしても、腐食抑制剤を使わず耐食性に優れる高Cr鋼管の使用が検討され始めた。それゆえ大径厚肉の钢管が要求され、従来の継目無钢管や電縫钢管では対応できないようになってしまった。大径厚肉管の代表的な製管方法としては、厚鋼板をUプレスとOプレス、あるいはロールベンダ等でオープンパイプに成形した後にその突き合せ部をサブマージアーク溶接で溶接する製管方法がある。

【0012】特開平7-41857号公報には、低Cで1.3~1.7質量%のCrを含有する鋼を素材とする溶融溶接法による溶接钢管の製造方法が提案されており、母材を溶接金属を特定の成分範囲に制御した上で造管溶接後に管全体を熱処理する方法が示されている。しかし、この方法は、造管溶接後、管体に熱処理をする方法であるので製造能率が悪いため、その溶接钢管を多量かつ安価に製造することが極めて困難であると推定される。

【0013】(b) パイプラインの敷設コストを下げる観点からリーリング敷設が増加している。リーリング敷設とは、長尺の钢管をリールに円筒状に巻き取って現地まで船で運び、そこで巻き戻しながら敷設していく方法である。このリーリング敷設は、船上で短尺钢管の管端同士を突き合せ円周溶接しながら敷設する方法とは異なり、工場での突き合せ円周溶接とリールへの巻き取り、および船上での巻き戻しを並行におこなえるので施工工期を短縮することができる。ただしリールへの巻き取りと巻き戻し時には冷間加工が加わるので、加工性に優れる钢管が要求される。しかし従来のマルテンサイト系高Cr鋼は、降伏比が高く、必ずしも加工性が充分とはいえないが、なお、加工性としては、降伏比（降伏強さ/引張強さ）85%以下が1つの目安とされる。

【0014】(c) 油井管としても、油井の掘削コストを

下げる観点から、拡管ゲーシングが検討されている。従来の油井では、掘削後まずケージングで坑井を保護し、その後に径の細いチューピングを入れて生産する。生産用流体はこのチューピング内だけを流れ、拡管ゲーシングを用いて、ゲーシングとチューピングを挿入した後、本文通りに管の内側から押じ広げる方法であり、掘削したスペースを有効にほぼ全て生産に活用することができる。さらに、油井管は、現状ねじ締手で1本ずつ締結されて油井に挿入していくのがほとんどであるが、管端同士を突き合せ円周溶接したりして得られる長尺钢管をゴイル状にリールに巻き取ったものを巻き戻して挿入していく「ゴイルドチューピング」と呼ばれる使用が連続的に拡管できるので、この拡管ゲーシングに適している。

そして、拡管時には、やはり伸びにして20~30%の冷間加工が加わるため、加工性に優ることが要求され、加工性としては、上記のリーリング施設の場合と同様に、降伏比（降伏強さ/引張強さ）85%以下が1つの目安とされる。

【0015】なお、高Cr溶接钢管に関する従来の知見と事項としては、以下のことが周知である。すなわち、母材の耐炭酸ガス腐食性は、0.0もしくは1.1質量%以上のCr含有量で確保できる。耐硫化物応力割れ性は、硫化水素分圧に応じた適量のMo添加により確保できる。溶接性は、0.1~0.5質量%以下のCr含有量で確保できる。このような低Cr高Cr鋼は、その組織をマルテンサイト組織にするためにはNi添加が必要であり、マルテンサイト単相組織にするには、CrとMoの合計含有量によるが、一般的に数%以上のNi添加が必要である。

【0016】一方、マルテンサイト系の溶接金属に関しては、その韧性向上には、低酸素化と適量のオーステナイト相生成が望ましいが、フェライト相は望ましくない。また、溶接高温割れ防止には、フェライト相生成が望ましいことが定性的に知られている。

【0017】さらに、高Cr鋼とは異なる炭素鋼や低合金鋼が対象ではあるが、フェライト相+マルテンサイト相の2相組織化が低降伏比を確保するのに有効なことが知られている。(たとえば、特開平1-2-81404号公報)。

【0018】さて、それをもとに本発明の目的を述べる。

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記の現状に鑑み、大径厚肉のラインが有するリーリング敷設用ランバインパイプ、拡管ゲーシング用ゴイルドチューピング等に用いて好適なAPI規格に規定される5L-X80(降伏強さ≥551MPa)以上の高強度で、しかも耐食性および降伏比85%以下を目安とする加工性に優れる高Cr鋼を母材とした溶接钢管を提供することを目的としている。

【0019】ここで、大径厚肉管に好適とは、素材鋼板および溶接製管後の钢管において熱処理を実施せず、圧

延のままおよび溶接のままで、所望の強度、韌性、耐食性および加工性が得られることである。すなわち、圧延のままの鋼板をそのままオープンパイプに成形してその突き合わせ部を溶接接合し、この溶接接合後に熱処理をおこなわないままで、所望の強度、韌性、耐食性および加工性を具備した材質設計が求められる。この材質設計は、钢管が繰目無钢管の場合でも、製管後に焼入れ焼戻しおこなわずに、製管のままで、所望の強度、韌性、耐食性および加工性が得られる利点がある。

【0.0.2.0】また、溶接のままで後熱処理をおこなわずに、母材の強度、韌性、耐食性および加工性を損なわいような溶接技術は、オープンパイプの突き合わせ部溶接ばかりか、リーリング敷設用ラインパイプや抜管ケーシング用コイルドチューピングとなす上での管端同士の突き合わせ円周溶接にも共通する課題である。

【0.0.2.1】母材および溶接金属それぞれ見た場合、課題解決の方向は、従来技術の欄でも述べたように、定性的に理解されているが、溶接钢管やこの溶接钢管等をリールに巻き取ったコイル状の溶接構造物としての钢管全体を見た場合、先の課題を全て解決する母材と溶接金属の適正な組み合わせはないのが現状である。このことは、次の事からも明らかである。

【0.0.2.2】すなわち、前述したように、たとえば特開平7-41857号公報には、低Cで1.3~1.7質量%のCrを含有する鋼からなる溶融溶接法による溶接钢管の製造方法の発明が示されているが、そこには母材および溶接金属を特定の成分範囲に制御した上で管全体を熱処理する方法であり、溶接のままでいう課題は解決されていない。

【0.0.2.3】また、特開平1.2-8144号公報には、溶接钢管を熱処理せずに溶接のままで製造する方法の発明が示されているが、そこに示される発明は強度が前述したAPI規格に規定されるX5.6(降伏強さ≥386

$X 1.1 \leq Cr + Mo + 1.7 \times Ni \leq 2.5 \leq Cr + Mo + 1.8 \times Ni \leq 3.0$

ここで、(1) および(2) 式中の元素記号は、溶接金属中の各元素の含有量(質量%)を意味する。

【0.0.3.1】すなわち、(1) 式中、「 $Cr + Mo + 1.7 \times Ni$ 」の項は、フェライト相の形成傾向を表す実験式であり、この項の値が小さいほどフェライト相の生成量が減少し、韌性が向上する。ただし、この項の値が一概り小さく、凝固直後にフェライト相が形成しなくなると、高温割れが発生するようになる。一方、この項の値が大きすぎると、フェライト相の生成量が増加し、韌性が低下する。

【0.0.3.2】また、溶接金属の韌性にはO(酸素)量が大きな影響を与えるが、式「 $Cr + Mo + 1.7 \times Ni \leq 1.3 - 2.20 \times O$ 」を満足するO含有量であれば、所望の韌性が確保される。

【0.0.3.3】さらに、(2) 式中、「 $Cr + Mo + 1.8$

$\times Ni$ 」の項は、オーステナイト相の形成傾向を表す実験式であり、この項の値が2.5未満になると、オーステナイト相が生成せず、韌性が低下する。逆に、この項の値が3.0を超えると、オーステナイト相の生成量が増加し、充分な引張強さが確保できない。

【0.0.2.4】

【課題を解決するための手段】本発明者等は、上記の課題を達成するために種々実験研究をおこなった。その結果、以下のことが判明した。

【0.0.2.5】高Cr鋼を圧延のままで溶接のままで使用する場合、マルテンサイト単相では強度が高すぎるのに対し、マルテンサイト相より強度の小さい相との混合組織とする必要がある。

【0.0.2.6】フェライト相またはオーステナイト相を含有させることによって強度を低下させることができる。

【0.0.2.7】圧延のままで母材の強度と降伏比を所望のAPI規格に規定されるX80級の強度と8.5%以下の降伏比にするには、組織を主としてマルテンサイト相として、フェライト相を2.0~4.0体積%の範囲にするのがよい。このとき、母材をマルテンサイト相+オーステナイト相の2相組織とするには過多量のNiの添加が必要となって経済的でない上に、溶接熱影響部や溶接金属部において所望の性能が得られなくなる。

【0.0.2.8】溶接高温割れを生じずに、溶接のままで、溶接金属の強度、韌性および加工性を適正に保つするためには、フェライト形成元素であるCrとMnとオーステナイト形成元素であるNiのバランスが重要である。

【0.0.2.9】さらに、適正な韌性を得るために、酸素量の影響をも考慮することが重要である。その条件を検討したところ、下記の(1) 式と(2) 式を同時に満足させる必要があることがわかった。

【0.0.3.0】(1) 式中、「 $Cr + Mo + 1.7 \times Ni \leq 1.3 - 2.20 \times O$ 」、(2) 式中、「 $Cr + Mo + 1.8 \times Ni \leq 3.0$ 」の項は、オーステナイト相の形成傾向を表す実験式であり、この項の値が2.5未満になると、オーステナイト相が生成せず、韌性が低下する。逆に、この項の値が3.0を超えると、オーステナイト相の生成量が増加し、充分な引張強さが確保できない。

【0.0.3.4】ここで、溶接金属の充分な引張強さとは、維手引張試験をおこなった際に、溶接部で破断することなく、母材部が破断することを意味する。本発明では、母材の強度をX80(降伏強さ≥55.1MPa)以上と定めたので、溶接金属の引張強さについても65.0MPa以上が確保できるようにした。

【0.0.3.5】以上を整理すれば、次の通りである。溶接金属においては、凝固過程では溶接高温割れを防ぐためにフェライト相が存在し、凝固の後期およびその後の熱サイクル過程でフェライト相が消失して、強度、韌性お

より加工性の観点から、組織を主としてマルテンサイト相として、オーステナイト相を5～30体積%の範囲に保つのがよい。特に、²韧性の観点からは、C(酸素)量が高くなる溶融溶接法により得られる溶接金属においては、マルテンサイト相とオーステナイト相の2相組織が望ましく、マルテンサイト相とフェライト相の2相組織では高韧性は得にくく、十分暗い焼入熱影響部において【0.03%】そして、本発明において最も苦労した点は、母材と溶接金属の両者において所望の性能が得られる適正な組み合わせを見出したことである。また、大径溶接鋼管を製造するときのように、大入熱溶接における溶接熱影響部の韧性確保のためには、母材のNi含有量が重要で、4質量%以上のNi添加が必要であることがわかつた。

【10038】このようなNi含有量を前提に、圧延のままでの母材の強度が所望のX80以上の強度を有し、しかも降伏比が8.5%以下のマルテンサイト相とフェライド相の混合組織にするには、C_r含有量を1.5質量%以上にする必要がある。このC_r含有量1.5質量%以上という技術思想は、C_r含有量が1.3質量%程度である従来の高C_r鋼の技術思想とは一線を画すものである。

【0039】次に、本発明では母材と溶接金属を異なる化学組成と組織、具体的には母材をマルテンサイト相とフェライト相の2相組織、溶接金属をマルテンサイト相とオーステナイト相の2相組織にしたことが大きな特徴

点の一つであるが、そのためには、同じフェライド形成元素であるCrとMoのバランスが重要であり、1.5%Cr+1.5%Mo+1%Niの組成が好ましい。
 ところで、(1)および(2)式中の元素記号は、溶接金属中の各元素の含有量(質量%)を意味する。

代号【10043】上記本発明の高C r接鋼管は母材の鋼
が、Feの一部に代えて、下記のイエニに記載のグル
ープのうちから選ばれた1グループ以上の元素を含むもの
である。すなはち、

【0.044】イ) Cu₂O 1~3%およびW₂O₃ 1~4%の1種以上。

口) Co: 0. 1~5%.

Nb: 0.001~0.5% Zr: 0.001~0.5% および V: 0.01~0.5% のうちの 1 種以上を希望する。この範囲は、また、製造難易度を考慮して、また、C: 0.005% 以下の 0.5% 范囲 0.100

【0045】また、溶接金属が、Fの一部に代えて、下記のイ～ハに記載のグループのうちから選ばれた1グループ以上の元素を含むものでもあうてもよい。

〔0046〕イ) Cu: 0. 1~3% および W: 0. 1~4% の 1種以上、ロ) Co: 0. 1~5%、

質量%以上のMの添加が必要であることがわかった。なお、Mのば耐硫化物応力割れ性の向上に極めて有効な元素であり、この結果どして、耐硫化物応力割れ性は充分なものとなることがわかった。

本発明の要旨は、下記の高Cr溶接鋼管にある。

螺の [C] 0.04% 母材が、質量%で、[Cr] 0.10.5% 以下、
 Si : 0.5~0.5~1%、Mn : 0.0.5~2%、P : 0.0.10.25% 以下、S : 0.0.01~0.1% 以下、[C] + [Cr] : 1.5~2.0%、[Ni] : 0.0.1~0.5% 以下、[Ti] : 0.0.01~0.1% 以下、[Nb] : 0.0.01~0.1% 以下、N : 0.0.2% 以下を含み、残部が実質的に Fe からなり、
 降伏強さが 551 MPa 以上、降伏比 (降伏強さ / 引張強さ) が 85% 以下で、かつ組織がマルテンサイト相を
 主とするフェライト相との 2 相組織からなる鋼であり、
 溶接金属が、質量%で、[Cr] 0.10.5% 以下、Si : 0.0.5~1%、Mn : 0.0.5~2%、P : 0.0.25% 以下、S : 0.0.01~0.1% 以下、[Cr] : 1.1~1.8%、Ni : 5~10%、Mo : 1.5~4%、[Al] : 0.0.01~0.11%、[Ti] : 0.0.02~0.0.3%、N : 0.0.5% 以下、O (酸素) : 0.0.65% 以
 下を含み、残部が実質的に Fe からなり、[Cr] + [Ni] お
 よび Mo の関係が下記の(1) 式と(2) 式を満足し、組織
 がマルテンサイト相を主とするオーステナイト相との 2
 相組織である高 Cr 溶接鋼管 (試験結果) に付する

【0042】新嘉坡華人對英國殖民地的抗爭

ハ) Nb: 0.001~0.5%、Zr: 0.001~0.5%およびV: 0.01~0.35%の1種以上

【0047】さらに、鋼管はリールに円筒状に巻き取ら
れたコイル状であろうともよいとする旨を記載せよ。

【発明の実施の形態】以下、本発明の高さ尺波接鋼管を

上記のように定めた理由について詳細に説明する。なお、以下において「%」は特に断らない限り「質量%」を意味する。まだ、「%C」等は当該元素記号の溶接金属中の含有量を意味する。

本発明において、図Cは、溶接金属はもちろんで母材では、溶接熱影響部の硬さを上昇させ、硫化物応力割れ感受性を高める有害な元素であり、低ければ低いほど望ましいが、且0.05%以下であれば特に問題ないので、その上限を0.10%とした。好ましい上限は0.02%、より好ましい上限は0.01%である。

Siは、母材および溶接金属とも、脱酸のために添加さ

れる。0.05%以下ではその効果がほとんどない。一方、過剰の添加は衝撃特性の低下を生じるため、その上限を1%とする。好ましい範囲は0.05~0.5%、より好ましい範囲は0.1~0.3%である。

【0.051】Mn: 0.05~2% (母材、溶接金属共通)

Mnは、上記のSiと同様に、母材および溶接金属の脱酸に効果がある。0.05%以下ではその効果がほとんどない。一方、過剰の添加は、特にMn偏析に起因して衝撃特性の低下を生じさせ、また、熱間加工性も損なうので、その上限を2%とする。好ましい範囲は0.05~1%、より好ましい範囲は0.15~0.5%である。

【0.052】P: 0.025%以下 (母材、溶接金属共通)

Pは鋼中に含まれる不純物元素で、母材においては韌性を低下させ、溶接金属においては溶接高温割れ感受性を高める。よって、その含有量は少なければ少ないほど望ましが、0.025%まであれば特に問題ないことから、その上限を0.025%とした。好ましい上限は0.015%、より好ましい上限は0.01%である。

【0.053】S: 0.01%以下 (母材、溶接金属共通)

Sは、上記のPと同様、鋼中に含まれる不純物元素で、母材においては熱間加工性を低下させ、溶接金属においては溶接高温割れ感受性を高める。よって、その含有量は少なければ少ないほど望ましが、0.01%まであれば特に問題ないことから、その上限を0.01%とした。好ましい上限は0.005%、より好ましい上限は0.002%である。

【0.054】Cr: (母材: 1.5~2.0%、溶接金属: 1.1~1.8%) (溶接金属: 1.1~1.8%)

Crは耐食性を確保する上で必須の元素であり、1.1%以上の添加で優れた耐食性が得られ、好ましくは1.2%以上添加するのがよい。

【0.055】しかしながら、母材においては、後述するNi量で、圧延の今まで所望のX80級の強度、8.5%以下の降伏比となるマルテンサイト相とフェライト相の混合組織にするには、1.5%以上が必要である。逆に、2.0%を超えると、マルテンサイト変態開始温度が低下してオーステナイト相が残留し、圧延の今まで所望の強度を確保できなくなる。よって、母材のCr含有量は1.1~2.0%とした。好ましい範囲は1.5~1.8%、より好ましい範囲は1.5~1.7%である。

【0.056】一方、溶接金属においては、先に述べた耐食性の観点から決定され、1.1%以上あればよい。しかし、1.8%を超える多量の添加はフェライト相の生成を促進し、強度と韌性の低下を招く。よって、溶接金属のCr含有量は1.1~1.8%とした。好ましい範囲は1.1~1.8%、より好ましい範囲は1.1~1.5%である。

【0.057】Ni: (母材: 4~7%、溶接金属: 5~1.0%)

母材においては、Niは、溶接熱影響部の韌性確保に必須の元素である。溶接熱影響部において遷移温度-30°C以下となるようなシャルピー衝撃特性を得るために4%以上が必要であり、4%未満では溶接熱影響部の中でも特に高温に加熱された部分でフェライト量が大幅に増加し、強度低下も起こる。逆に、7%を超えるとオーステナイト相が残留し、圧延の今まで所望の強度を確保できなくなる。よって、母材のNi含有量は4~7%とした。好ましい範囲は4.5~7%、より好ましい範囲は4.5~6%である。なお、より大入熱での溶接を可能とするためには、Ni含有量は上限に近いほど好ましい。

【0.058】一方、溶接金属においても、Niは、韌性確保に必須の元素である。特に、溶接金属では母材に比べて不純物としてのO(酸素)含有量が高くなるため、遷移温度-30°C以下となるようなシャルピー衝撃特性を得るには5%以上が必要である。しかし、1.0%を超える過剰な添加はオーステナイト相の形成により強度を低下させる他、高価な元素でコスト上昇を招き経済的でない。よって、溶接金属のNi含有量は5~1.0%とした。好ましい範囲は6~9%、より好ましい範囲は6.5~8%である。

【0.059】Mo: 1.5~4% (母材、溶接金属共通)

Moは、本発明の特徴である母材と溶接金属が異なる化学組成と組織(母材はフェライト相とマルテンサイト相の2相組織、溶接金属はオーステナイト相とマルテンサイト相の2相組織)とするために、同じフェライト形成元素であるCrとバランスを保つために重要な元素である。母材と溶接金属とも、1.5%未満ではその効果が得られない。一方、Moは高価な元素であり、4%以上の添加はコスト上昇を招き経済的でない。よって、Mo含有量は1.5~4%とした。なお、Moは耐硫化物応力割れ性を高める元素でもあるので、2%以上の添加が望ましく、好ましい範囲は2~4%、より好ましい範囲は2~3.5%である。

【0.060】Ti: (母材: 0.015%以下、溶接金属: 0.002~0.03%)

Tiは脱酸元素、あるいは固溶CおよびNを炭窒化物として固定し強度、韌性を安定させる効果を狙って添加されることがある。ところが、フェライト相+マルテンサイト相の2相組織の母材においては、Ti添加は韌性を著しく低下させるので、その含有量は少なければ少ないほどよいが、不純物としてのTi含有量が0.015%まであれば特に問題ないことが判明した。よって、母材のTi含有量は0.015%以下とした。好ましい上限は0.01%、より好ましい上限は0.005%である。

【0061】一方、溶接金属においては、アークの安定化のためにTiがワイヤ（溶加材-溶接材料）に添加される。そのため、溶接金属には、不可避的にTiが含まれるようになるが、微量で酸化物の凝集粗大化を防ぐ効果を発揮する。このアーク安定化効果と酸化物の凝集粗大化防止効果は、溶接金属中に0.01~0.2%以上のTiが含まれていれば得られる。そして、溶接金属に含まれるTiは酸化物を形成するために上記母材におけるような韌性に及ぼす悪影響が小さく（0.01~0.2%程度までであれば許容可能である。よって、溶接金属のTi含有量は0.01~0.2%（0.1~0.5%とした場合は鋼管等）。

【0062】AT₁ = 10.10.01~0.11%（母材・溶接金属共通）

AT₁は、母材および溶接金属とも、脱酸のために添加されるが、しかし、その含有量が0.1~0.11%未満ではその効果が得られない。一方、その含有量が0.11%を超えると、衝撃特性の低下を招くによって、AT₁は含有量は0.001~0.1とした。好ましい範囲は0.1~0.05~0.05%、より好ましい範囲は0.1~0.1~0.1%である。なお、本発明にいうAT₁とは、IS規格のA1（酸可溶AT₁）のことである。

【0063】N_i（母材：0.1~0.2%以下・溶接金属：0.1~0.5%以下）

N_iは不純物元素であり、母材および溶接金属の韌性に大きな悪影響を及ぼすので、その含有量は低ければ低いほど好ましいが、フェライト相+マルテンサイト相の2相組織の母材では0.1~0.2%、マルテンサイト相+オーステナイト相の2相組織の溶接金属では0.1~0.5%までである。

AT₁ = 10.10.01~0.11% + N_i × 2.2~2.20 × O₂

これほど前述したように、(1)式中の「C₁+M₀-1.7×N_i-1.7×O₂」の項は、フェライト相の形成傾向を表すもの項の値が小さいほどフェライト相の生成量が減少して韌性は向上するが、その値が1.7未満では、凝固直後にフェライト相が形成しなくなつて高温割れが発生する。逆に、その値が1.3~2.20×O₂で求められる値を超えると、O₂含有量に対してフェライト相が多すぎることとなって韌性が低下する。

【0064】また、(2)式中の「C₁+M₀-1.7×N_i-1.7×O₂」の項は、オーステナイト相の形成傾向を表し、この項の値が2.5未満であると、オーステナイト相が生成せず韌性が低下する。逆に、2.0を超えると、オーステナイト相の生成量が多くなりすぎて充分な強度、具体的には継手の引張試験をおこなつた際に母材部で破断し、溶接部の引張強さ6.5t/M²以上という強度の確保ができないとなるためである。

【0065】組織：本発明の目的の一つは、API規格に規定される51.4t×8.0以上の強度を有してしかも降伏比が8.5%以下の高C₁溶接鋼管を得ることにあるが、そのためには主たる組織が高強度なマルテンサイト

あればいずれも許容しうる。よって、母材のN含有量は0.02%以下、溶接金属のN含有量は0.1~0.5%以下とした。母材の好ましいN含有量の上限は0.1~0.1%、溶接金属の好ましいN含有量の上限は0.5~0.2%である。なお、韌性に及ぼすNの悪影響の程度が、フェライト相+マルテンサイト相の2相組織の母材に比べ、マルテンサイト相+オーステナイト相の2相組織の溶接金属の方が小さくなる。

【0066】O₂（酸素）：（溶接金属：0.1~0.6~5%以下）

酸素は母材および溶接金属中に含まられる不純物元素であり、上記のNと同様に、韌性に大きな影響を及ぼす。特に、サブマージアーカ方法により得られる溶接金属のO含有量は母材に比べて1桁大きい量となる。このため、溶接金属のO含有量を管理することが韌性確保の観点から極めて重要であり、その含有量は低ければ低いほど好ましいが、0.1~0.6~5%までであれば許容できることから、溶接金属のO含有量は0.1~0.6~5%以下とした。なお、O₂含有量は後に述べる下記(1)式の関係を満足する必要がある。

【0067】溶接金属のCr、Mo、NiおよびOの関係

溶接金属の強度および韌性を適正に保つためには、フェライト形成元素のC₁およびM₀ともオーステナイト形成元素のN_iとの量バランスが重要であり、さらにはO含有量の影響を考慮する必要がある。下記の(1)式と(2)式を同時に満足させる必要がある。

【0068】AT₁ = 10.10.01~0.11% + N_i × 1.3~2.20 × O₂ (1) または AT₁ = 10.10.01~0.11% + N_i × 3.0~3.5 × O₂ (2) で示される範囲内に

組織で、強度の低い軟化第2相を含む混合組織とする必要がある。本発明では、母材について半として経済性（高価なN_iの添加量が少なくて済む）の観点からフェライト相などの混合組織の方が望ましく、溶接金属については韌性の観点からオーステナイト相との混合組織の方が望ましいことから、母材の組織はマルテンサイト相+フェライト相の2相組織、溶接金属の組織はマルテンサイト相とオーステナイト相の2相組織とした。

【0069】なお、母材の組織に占めるフェライト相の割合および溶接金属の組織に占めるオーステナイト相の割合は、いずれも特に制限しないが、母材の組織に占めるフェライト相の割合は1.0~4.5体積%、好ましくは2.0~4.0体積%であり好ましくは2.5~3.5体積%とするとするのが望ましい。また、溶接金属の組織に占めるオーステナイト相の割合は5~35体積%、好ましくは10~25体積%、より好ましくは1.5~2.5体積%となるのが望ましい。

【0070】本発明の高C₁溶接鋼管は、以上の条件を満たせば充分であるが、その母材および溶接金属は、上記の成分以外に、必要に応じて下記の元素のうちの1種

以上を Fe の一部に代えて含んでもよく、この場合でもその基本的な諸特性は何ら損なわれない。

【0071】W、C u : (母材、溶接金属共通)

これらの元素は添加しなくてもよいが、添加すれば、いずれの元素も耐硫化物応力割れ性を向上させる。このため、その効果を得たい場合にはいずれか一方または両方を添加することができ、その効果はいずれの元素も 0.1% 以上で顕著になる。しかし、3% を超える W や 4% を超える Cu 添加は、母材については熱間加工性、溶接金属については耐溶接高温割れが劣化する。したがって、添加する場合のこれら元素の含有量は、W の場合 0.1~3%、Cu の場合 0.1~4% とするのがよい。

【0072】C o : (母材、溶接金属共通)

C o は添加しなくてもよいが、添加すれば、高温でのオーステナイト相を安定化させ、高温に加熱される溶接熱影響部や溶接金属部の韌性を向上させる。このため、その効果を得たい場合には添加することができ、その効果は 0.1% 以上で顕著になるが、高価な元素で多量の添加はコスト上昇を招く。したがって、添加する場合の C o 含有量は 0.1~5% とするのがよい。

【0073】Nb、Zr、V : (母材、溶接金属共通)

これらの元素は添加しなくてもよいが、添加すれば、いずれの元素も C や N を固定し、強度ばかりを小さくする。このため、その効果を得たい場合にはいずれか 1 種または 2 種以上を添加することができ、その効果は Nb と Zr では 0.01~0.1% 以上、V では 0.01% 以上で顕著になる。しかし、いずれの元素も 0.5% を超えて含有させると韌性劣化を招く。したがって、添加する場合の Nb 含有量と Zr 含有量は 0.01~0.1~0.5%、V 含有量は 0.01~0.5% とするのがよい。

【0074】Cr 及び Mg、RE M : (母材)

これらの元素は添加しなくてもよいが、添加すれば、いずれの元素も母材の熱間加工性を向上させる。このため、その効果を得たい場合にはいずれか 1 種または 2 種以上を添加することができ、その効果はいずれの元素も 0.01~0.5% 以上で顕著になる。しかし、いずれの元素も 0.5% を超えて含有させると韌性劣化を招く。したがって、添加する場合のこれら元素の含有量は、いずれの元素も 0.01~0.5% とするのがよい。なお、RE M の含有量は合計含有量である。

【0075】以上に説明した本発明の高 Cr 溶接鋼管を構成する母材鋼板の圧延熱処理方法としては、素材の鋼を 1150~1250°C 程度に加熱し、1000~1100°C 程度で圧延を終了すれば、圧延のままで所望の性能が得られる。このとき、圧延後の冷却は、空冷、水冷のいずれでもよい。また、圧延後、900°C 以上に再加熱後焼入れし、次いで、500~700°C で焼戻すとしても、所望の性能が得られる。

【0076】造管方法については、公知のいかなる成形法を用いてもよく、例えば、UO プレス成形法、プレスペンド成形法、コールペンド成形法などを挙げることができる。また、オーブンパイプの突き合わせ部の溶接方法としては、サブマージアーク溶接方法が一般的であるが、その他の溶接材を TIG 法や MIG 法を用いてもよい。その際の溶接条件には特別な制約はなく、その溶接条件は本発明で規定する条件を満足する溶接金属が得られる限り適宜選定すればよい。

【0077】なお、本発明の高 Cr 溶接鋼管は、母材が鋼板の溶接鋼管以外に、上記母材鋼板の圧延熱処理方法と同様の条件のもとに製造された締目無鋼管の管端同士を突き合わせ、その突き合わせ部を上記 TIG 法や MIG 法によって円周溶接して溶接接合されたものであってもよいことはいうまでもない。さらに、その使用状態を含む製品形態は、通常の直管状や曲げ管状に限らず、前述したようにリールに円筒状に巻き取られたコイルであってもよい。

【0078】実施例

【実施例】《実施例 1》溶接熱影響部の韌性に及ぼす成分配比の影響を調査するために小型の真空溶解炉(18.0 kg 容量)を用いて表 1 に示す化学組成を有する 11 種類の鋼を溶製し、鍛造、圧延、熱処理をおこなって、厚さ 9 mm、幅 18.0 mm、長さ 750 mm の鋼板に仕上げた。母材の加熱、圧延条件および母材の特性を表 2 に示す。母材の強度は JIS Z 2201 に規定される 5 号引張試験片、韌性は板厚中央から採取した JIS (1980) Z 2202 に規定されるフルサイズの 4 号シャルピー試験片を用いて調べた。

【0080】また、実溶接の前に、溶接熱影響部の韌性を、板厚中央から採取した厚さ 1.1 mm、幅 1.1 mm、長さ 6.0 mm の試験片に高周波加熱により再現溶接熱サイクルを付与した後、上記と同じシャルピー試験片に加工して試験をおこない、-30°C での吸収エネルギーで評価した。ラインパイプでは、使用温度においてシャルピー試験の吸収エネルギーが 3.0~6.0 J 以上であることを要求される。ここでは、-30°C にて 5.0 J 以上の吸収エネルギーを有するか否かを判断基準とした。

【0081】再現溶接熱サイクルは、100°C/秒で 1400°C に加熱し、3 秒間保持した後に 6°C/秒で冷却する熱サイクルを与えており、2.0 mm の鋼板に 5.5 kJ/mm で溶接した場合に相当する。これはサブマージアーカー溶接として標準的な範囲に入る。

【0082】表 2 に示す結果からわかるように、代符 A 1 の鋼は、Ni の量が不足しており、充分な溶接熱影響部韌性を有していない。代符 A 5 の鋼は、Ti の量が多くすぎるため、溶接熱影響部の韌性が低い。

【0083】代符 B 1 の鋼板は、Cr の量が不足しており、降伏強さが X 80 を大きく超えて実質 X 100 に近

いために、降伏比が8.5%を上回っている。代符B3の鋼板は、C₁の量が多くすぎるため、降伏強さがX80の下限値の55.1 MPaを下回っている。

【0084】代符C-1の鋼板はMoの量が不足しており、降伏強さがX80を大きく超えて実質X100に近いために、降伏比が8.5%を下回っている。一方、代符C-2の鋼板は、代符C-1の鋼板に比べてC_rがわずかに変わらないものの、降伏強さがX80の下限値の55.1 MPaを下回る強度となっている。これはC_rの含有量が20%を超えるところでオーステナイト相も生成し

たためである。このように、M₀の含有量が本発明で規定する範囲を外れる領域では、わずかのCr含有量の違いが強度に影響を及ぼす。特に韌性も不芳である。

【0-0-8-5】これに対して、本発明で規定する条件を全て満足する代号A-2～A-4、B-2およびC-3の鋼板は、いずれも、強度・降伏比および再現熱サイクルによる溶接熱影響部塑性のいずれにも優れている。

[0086] 0001 0001 00

【表1】	1990	1980	1970	1960
82	1520	1630	1630	1630
83	1530	1630	1630	1630

1

成組化學材料の物理的性質						
代 号	C 素 材	Si 素 材	Mn 素 材	P 素 材	N 素 材	金 屬 材
A1	0.008	-0.16	0.42	0.009	-0.001	*3.5
A2	0.008	0.16	0.42	0.009	-0.001	4.1
A3	0.008	0.16	0.42	0.009	-0.001	4.6
A4	0.008	0.16	0.42	0.009	0.001	4.6
A5	0.008	0.16	0.42	0.009	0.001	4.6
B1	0.008	0.16	0.42	0.009	-0.001	5.1
B2	0.008	0.16	0.42	0.009	-0.001	5.1
B3	0.008	-0.16	0.42	0.009	-0.001	5.1
C1	0.008	0.16	0.42	0.009	-0.001	6.0
C2	0.008	-0.16	0.42	0.009	-0.001	6.0
C3	0.008	0.16	0.42	0.009	-0.001	6.0

100

表-2 加熱温度と引張強さの関係

鋼 種 別 品 目	加 熱 温 度 (°C)	仕上 げ 温 度 (°C)	降 伏 強 度 (MPa)	引 張 強 度 (Mpa)	降伏比 (%)	フリート耐 の割合 (体積 %)	再現HAZ (VE-30°C) (J)
A1	1230	1050	592	815	73	40	15
A2	1230	1050	608	824	74	30	80
A3	1230	1050	623	837	74	30	90
A4	1230	1050	621	835	74	25	52
A5	1230	1050	631	844	75	25	21
B1	1180	950	765	851	90	5	80
B2	1180	950	612	820	75	30	105
B3	1180	950	520	790	63	45	112
C1	1280	1100	772	852	91	10	77
C2	1280	1100	543	816	67	45	84
C3	1280	1100	616	823	75	30	145

* 印は本発明で規定する範囲を外れていることを示す。

《実施例2》次に、溶接鋼管の溶接部の特性を実験手で評価するため、実施例1で準備した代号H2とC3の鋼板を母材とし、この母材をオーブンパイプに成形後、その突き合わせ部をサブマージアーク溶接法で溶接合する試験をおこなった。

【0087】その際、表3に示す化学組成を有する12種類の直径が4mmのワイヤと、表4に示す組成を有する塩基度が異なる3種類の溶融型フラックスを種々組み合わせて溶接し、溶接金属が表5に示す化学組成の19種類の溶接鋼管を製作した。

【0088】なお、溶接は3電極のサブマージアーク溶接機を用いて入熱量4.5kJ/mmでおこなった。

【0089】溶接金属の溶接高温割れ感受性は、上記溶接鋼管の製造時に高温割れの発生の有無を確認し、割れが発生しなかったもの良好「○」、発生したものを不芳

「×」として評価した。

【0090】引張試験は、試験片の平行部に溶接金属と溶接熱影響部および母材を含むように、平行部の長さが110mm、評点間距離が100mmのJIS Z 2201に規定される5号引張試験片に準じた引張試験片を、溶接線に直交する方向に採取し、室温でおこなった。試験の結果、母材部で破断したものを良好「○」、溶接金属部で破断したものを不芳「×」として評価した。

【0091】韌性は、各々の溶接継手から溶接金属の中央にノッチを加工したJIS (1980) Z 2202に規定されるフルサイズの4号シャルピー試験片を採取して試験をおこない、-30°Cでの吸収エネルギーを評価した。評価は、母材の再現熱サイクル試験と同様に、50J以上の吸収エネルギーを有するものを良好「○」、50J

未満のものを不芳「×」とした。

【0092】耐食性試験は次の要領でおこなった。試験片の長手方向の中央に、一方の溶接線が位置するよう厚さ1mm、幅20mm、平行部長さ165mmの板状試験片を、溶接線に直交する方向から採取した。溶接ビードの余盛りは、片面にそのまま残し、裏面は平滑に研削した。この試験片を用いて、4点曲げ法により母材の実際の降伏強さの10.0%の応力を付加して、温度が25°Cの0.03atmH₂S-1.0%NaCl-PH₄5(酢酸と酢酸ナトリウムで調整)浴中で、硫化物応力割れ試験をおこなった。試験の結果、割れが認められなかつたものを耐硫化物応力割れ性が良好

「○」、認められたものを不芳「×」として評価した。

【0093】加工性については、突き合わせ溶接した鋼板を、曲率半径38mmで曲げる試験をおこなって評価することとし、割れ、座屈等を生じずに曲げられたものを加工性が良好「○」、それ以外のものは不芳「×」とした。これらの結果を、表6にまとめて示した。

【0094】試番1~3、9、12および15は、「Cr+Mo+1.7×Ni」の値が本発明で規定する上限値を上回り、溶接金属部の韌性が芳しくない。

【0095】試番5、9および15は、「Cr+Mo+1.8×Ni」の値が本発明で規定する上限値を上回り、結果として溶接金属部のオーステナイト相の割合が高すぎて、溶接金属の強度が低く、溶接金属部で破断した。

【0096】試番1.0および11は、「Cr+Mo+1.7×Ni」の値が本発明で規定する下限値を下回り、溶接金属にフェライト相が晶出し、溶接高温割れが生じた。

【0097】試番1-3は、Cの量が低すぎて耐硫化物応力割れ性に劣る。試番1-6は、溶接金属の酸素量が高すぎるために韌性が劣る。

【0098】試番1と1-9は、C(0.15-0.18%)とNi(1.0-1.8%)の値が本発明で規定する下限値を下回り、曲げ試験で溶接金属部に割れを生じた。溶接金属部のオーステナイト相の割合が低すぎると溶接金属の強度が

高く、降伏比も高かったためと推定される。

これに対し、本発明で規定する条件を全て満足する試番4-8と1-14、S1-7および1-8は、継手強度、溶接金属および溶接熱影響部での韌性、耐割れ性、加工性と

も良好である。
【表3】

代 符	溶接ワイヤの化学組成 (単位: 質量%)								残部 実質的 に
	C	S	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	
W1	0.007	0.33	0.52	0.013	0.002	2.4	12.2	3.91	-0.011
W2	0.010	0.31	0.51	0.011	0.002	4.5	17.0	3.02	-0.012
W3	0.008	0.32	0.51	0.008	0.003	6.5	12.0	2.95	-0.011
W4	0.009	0.33	0.51	0.006	0.003	8.9	12.3	3.06	-0.011
W5	0.015	0.33	0.51	0.015	0.003	12.0	12.5	3.01	-0.011
W6	0.008	0.31	0.82	0.012	0.003	9.8	5.0	0.39	0.005
W7	0.008	0.33	0.82	0.013	0.003	9.7	9.0	2.59	-0.012
W8	0.008	0.33	0.51	0.012	0.004	9.8	12.5	2.61	-0.019
W9	0.008	0.33	0.51	0.011	0.003	9.5	14.5	3.05	<0.001
W10	0.004	0.21	0.40	0.008	0.001	9.0	13.0	0.21	0.005
W11	0.009	0.32	0.49	0.008	0.001	9.5	12.5	2.99	0.010
W12	0.009	0.32	0.49	0.008	0.001	5.5	7.5	2.99	-0.010

【表4】

代 符	ラジカルスの組成 (質量%)								塩基度
	SiO ₂	MgO	CaO	CaF ₂	Al ₂ O ₃	MgO	TiO ₂	BaO	
F1	15.0	3.5	16.0	30.0	18.0	7.5	4.0	3.0	0.4 2.13
F2	30.8	18.3	17.0	17.1	4.2	3.8	4.0	2.8	0.4 1.35
F3	39.2	17.1	20.8	6.5	4.3	3.3	4.0	2.9	0.4 0.90

【表5】

代 符	ラジカルスの組成 (質量%)								塩基度
	SiO ₂	MgO	CaO	CaF ₂	Al ₂ O ₃	MgO	TiO ₂	BaO	
F4	35.0	12.0	18.0	6.5	2.8	3.0	2.0	2.0	0.4 1.60
F5	35.0	12.0	18.0	6.5	2.8	3.0	2.0	2.0	0.4 1.60
F6	35.0	12.0	18.0	6.5	2.8	3.0	2.0	2.0	0.4 1.60

試 番 材	母 材 フランクス	溶接金具の化学組成(単位:質量%)										残部 (鉄質的にFe)
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ti	C _o	soi, Al	
1 E2 W1	F1	0.008	0.22	0.46	0.011	0.002	4.02	14.34	c3.02	0.005	0.012	0.008 V:0.015, Cu:0.16
2 E2 W2	F1	0.009	0.22	0.46	0.016	0.002	4.86	14.35	3.04	0.005	0.025	0.008 V:0.015, Cu:0.16
3 E2 W3	F1	0.008	0.22	0.46	0.009	0.002	5.66	14.35	3.02	0.005	0.026	0.010 V:0.015, Cu:0.16
4 E2 W4	F1	0.003	0.23	0.46	0.007	0.002	6.62	14.34	2.99	0.005	0.027	0.012 0.309 V:0.015, Cu:0.18
5 E2 W5	F1	0.011	0.23	0.46	0.012	0.002	7.86	14.51	3.04	0.005	0.025	0.013 0.008 V:0.015, Cu:0.18
6 E2 W6	F1	0.008	0.22	0.58	0.010	0.002	7.00	11.53	1.99	0.002	0.024	0.011 0.012 V:0.015, Cu:0.18
7 E2 W7	F1	0.008	0.23	0.58	0.011	0.002	6.95	13.46	c2.87	0.005	0.026	0.012 0.008 V:0.015, Cu:0.18
8 E2 W8	E1	0.008	0.23	0.46	0.010	0.003	6.96	14.53	c2.88	0.016	0.024	0.015 0.009 V:0.015, Cu:0.18
9 E2 W9	F1	0.008	0.23	0.46	0.010	0.002	6.71	15.32	c3.06	*0.001	0.028	0.012 0.010 V:0.015, Cu:0.18
10 C3 W10	F1	0.008	0.22	0.45	0.008	0.001	7.78	17.82	4.63	0.002	0.025	0.013 0.011 V:0.015, Cu:0.18
11 C3 W10	F2	0.006	0.22	0.45	0.008	0.001	7.50	19.78	5.76	0.002	0.025	0.012 0.008 V:0.015, Cu:0.18
12 B2 W4	F2	0.007	0.25	0.46	0.028	0.002	7.02	14.02	3.61	0.005	0.044	0.011 0.009 V:0.011, Cu:0.14
13 B2 W6	F2	0.008	0.24	0.62	0.007	0.002	7.53	10.46	1.75	0.003	0.045	0.012 0.009 V:0.011, Cu:0.14
14 B2 W7	F2	0.008	0.25	0.62	0.010	0.002	7.45	12.38	2.83	0.006	0.046	0.010 0.010 V:0.011, Cu:0.14
15 B2 W8	F2	0.008	0.25	0.47	0.011	0.003	7.51	14.11	2.84	0.010	0.046	0.012 0.011 V:0.011, Cu:0.14
16 B2 W7	F3	0.008	0.25	0.62	0.010	0.002	8.56	12.28	2.73	0.006	0.070	0.010 0.009 V:0.011, Cu:0.14
17 B2 W11	F1	0.008	0.23	0.45	0.009	0.001	6.86	12.48	3.05	0.005	0.035	0.014 0.008 V:0.015, Cu:0.16
18 E2 W11	F2	0.008	0.23	0.45	0.005	0.001	7.50	11.65	-1.63	0.005	0.042	0.012 0.003 V:0.011, Cu:0.15
19 B2 W12	F1	0.008	0.23	0.45	0.009	0.001	5.22	12.48	3.05	0.005	0.025	0.012 0.010 V:0.010, Cu:0.15

* 印は本範囲で規定する範囲を外れていることを示す。

【表6】

表 6

試番	(Cr+Mo -1.7Ni) 値	13- 220×0 値	(Cr+Mo +1.8Ni) 値	綫手の 引張試 験結果	溶接金屬 の韌性(J (vE-30°C))	オーステナイト 相の割合 (体積%)	溶接高 温割れ 性	加工 性	耐 SSC 性
1	*10.6	*7.3	*24.7	○	21	0	○	×	○
2	* 9.1	*7.5	26.1	○	35	15	○	○	○
3	* 7.7	*7.3	27.6	○	31	15	○	○	○
4	6.1	7.1	29.3	○	65	20	○	○	○
5	4.2	7.5	*31.7	×	79	40	○	○	○
6	1.6	7.7	26.1	○	88	15	○	○	○
7	4.2	7.3	28.5	○	76	20	○	○	○
8	5.6	7.7	29.9	○	71	25	○	○	○
9	* 7.0	*6.8	*30.5	×	27	35	○	○	○
10	*-4.7	7.5	*22.5	-	-	α晶	×	-	-
11	*-2.2	7.5	*24.1	-	-	α晶	×	-	-
12	* 5.1	*3.3	29.7	○	23	20	○	○	○
13	-0.6	3.1	25.7	○	65	15	○	○	×
14	2.5	2.9	28.6	○	59	25	○	○	○
15	* 4.2	*2.9	*30.5	×	18	35	○	○	○
16	0.4	0.9	29.6	○	25	30	○	○	○
17	3.9	5.3	27.9	○	65	15	○	○	○
18	1.9	2.0	28.2	○	84	20	○	○	○
19	6.7	7.5	*24.9	○	60	3	○	×	○

注1) *印は本発明で規定する範囲を外れていることを示す。

注2) -印は試験を省略したことを示す。

注3) ○印は良好、×は不芳であったことを示す。

【発明の効果】本発明の高Cr溶接鋼管は、耐炭酸ガス腐食性、耐硫化物応力割れ性および加工性に優れています。このため、炭酸ガスや硫化水素を含む原油や天然ガスの掘削や輸送に用いられる油井管やラインパイプとし

て好適である。特に、加工性に優れるので、リールに円筒状に巻き取ってコイル状とすることが可能、リーリング敷設用のラインパイプや拡管ケーシング用コイルドチューピングに容易に適用できる。

フロントページの続き

(72) 発明者 清田 昌彦
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
住友金属工業株式会社内
(72) 発明者 大村 昌彦
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
住友金属工業株式会社内

(72) 発明者 近藤 邦夫
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
住友金属工業株式会社内
Fターム(参考) BII11 AA01 BA03 BA34 DA08 DB08
DB11

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- BLACK BORDERS**
- IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- FADED TEXT OR DRAWING**
- BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- SKEWED/SLANTED IMAGES**
- COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- GRAY SCALE DOCUMENTS**
- LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.